热轧双相钢的合金化研究

何泽福 刘天模

(重庆大学)

系统研究了以微钒钛处理的热轧双相钢的合金化问题，获得了一种以Cr-Mn-Si为基础的含有微量硼、镓的新型热轧双相钢，其工艺性不低于Cr-Mo系双相钢，CCT图与Cr-Mo系相似。硼、镓的综合效应使铁素体析出提前、珠光体转变滞后，双相区的奥氏体更趋稳定，卷取条件放宽，有类似于铜的效应，从地区资源特点考虑，钢的成本将低于Cr-Mo系热轧双相钢。

一、前 言

铁素体-马氏体双相钢是七十年代发展起来的新钢种，它的出现标志着高强度低合金钢已发展到了一个新阶段，突破了塑性与强度不相容的观点，是材料科学领域里的新进展。目前热轧双相钢的合金化系列主要有两类：一是Cr-Mo系，生产工艺易控制，能获得典型的双相组织，因含Mo，故成本稍高；另一是Si-Mn系，其生产工艺不易控制，可获得的组织为复相组织，但成本较低。本研究的目的是试图根据热轧双相钢的组织在形成过程中所具有的特点，在微钒钛处理Si-Mn系的基础上，探索不含钼、成本低、工艺性能好的合金化途径。

二、基础试验

1. 试验用钢

试验用钢的化学成分如表1所列，该钢用工业纯铁为原料，在150kg感应炉中冶炼。

试验用钢的化学成分(wt%) 表1

炉号	元素										
	C	Si	Mn	P	S	V	Ti	Cr	Mo	B	Ga
73	0.11	0.84	1.63	0.015	0.01	0.054	0.02	—	—	—	—
74	0.10	0.82	1.61	0.014	0.01	0.053	0.02	0.61	—	—	—
75	0.10	0.80	1.62	0.014	0.01	0.050	0.02	0.61	—	微	微
76	0.10	0.81	1.60	0.015	0.01	0.052	0.02	0.61	0.59	—	—

2. 奥氏体连续冷却转变曲线的测定

用Formastor-D淬火膨胀仪测定奥氏体连续冷却转变曲线。各钢号试样加热到950℃保温15min，然后以8种不同冷却速度控制冷却，用X-Y记录仪来同步记录热电偶和长度传感差动变数器输出值，以得到长度对于温度的函数曲线，再结合金相及电镜分析，并根据膨胀曲线的

相变拐点，综合绘出奥氏体连续冷却转变CCT图。

钢的临界点A_{C_1}及A_{C_3}点也是在同台膨胀仪中以2℃/min速度从630℃加热至930℃来确定的。

测定CCT图所使用的8种冷却制度列于表2。

八种冷却制度表　　表2

编号	冷却方式	冷却制度，℃/s	950℃～室温所需时间 s	编号	冷却方式	冷却制度，℃/s	950℃～室温所需时间 s
1	氮气冷却	95	10	5	氮气冷却	1.23	770
2	氮气冷却	19	50	6	真空冷却	0.5	1900
3	氮气冷却	5.27	180	7	真空冷却	0.198	4800
4	氮气冷却	3.65	260	8	真空冷却	0.088	10800

3. 模拟轧制试验

将锻造扁坯加热到1200℃保温30min，在1150℃开轧，经四道次将扁坯从25mm轧到6mm厚板材，终轧后空冷到卷取温度（由CCT图确定，73#，74#，75#为600℃，76#为620℃）然后模拟卷取冷却。采用三种不同冷却方式：（1）埋入冷砂中冷却；（2）埋入蛭石粉中冷却；（3）埋入60～80℃热砂中冷却。

4. 力学性能测定与组织检验

三、重复性验证试验

为验证合金化的基础设计与工艺的正确性，进行了重复性试验，并补充研究了硼、镓元素的单独效应。最终的化学成分列于表3。

重复性试验钢的化学成分（%）　　表3

炉号	元素											
	C	Si	Mn	P	S	V	Ti	Cr	Al	Cu	B	Ga
9	0.073	0.814	1.41	0.013	0.009	0.038	0.037	0.487	0.033	0.057	—	微
10	0.063	0.791	1.42	0.013	0.008	0.035	0.029	0.499	0.057	0.056	微	—
11	0.073	0.802	1.40	0.012	0.009	0.040	0.025	0.494	0.045	0.058	微	微

按基础试验条件重做了CCT图测定及模拟热轧试验。开轧温度1150℃，终轧温度830～890℃。出轧辊后经风冷或喷水冷却至600℃后埋入砂中缓冷。

四、试验结果与讨论

1. 合金元素对过冷奥氏体转变的影响

从表1化学成份可知，73#是典型的Si-Mn系热轧双相钢[1]，76#是Cr-Mo-Mn-Si系热双相钢[2]，74#是Cr-Mn-Si系热轧双相钢，75#是在74#基础上经微量硼镓处理的热轧双相钢。四种钢的CCT图如图1～4所示。图中虚线是为确定边界而补做的冷却曲线。

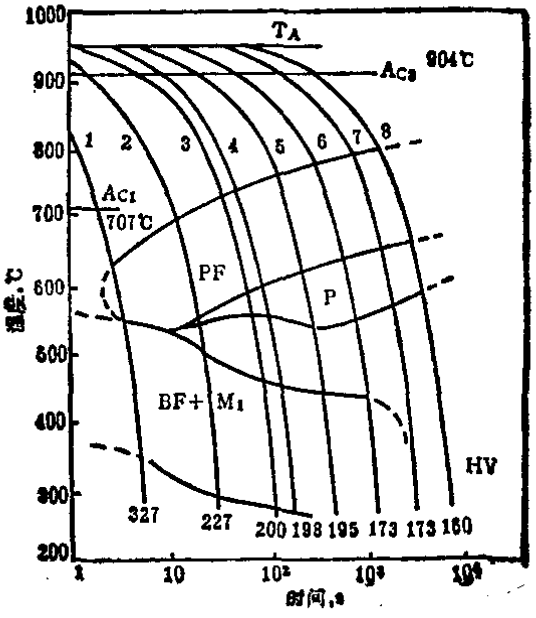


图1 73#CCT图

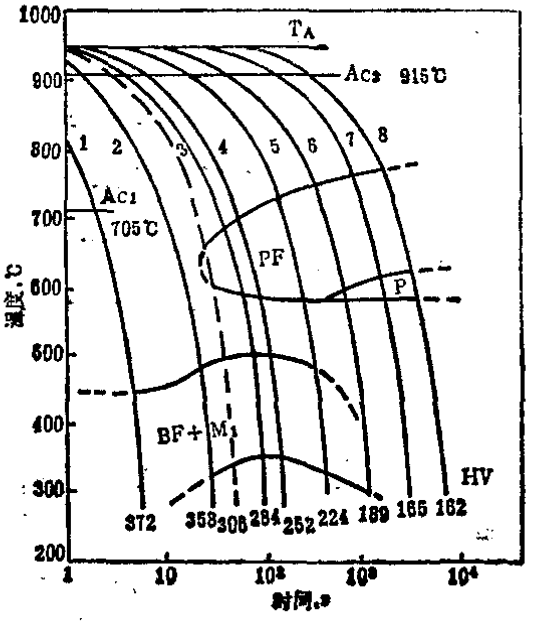


图3 75#CCT图

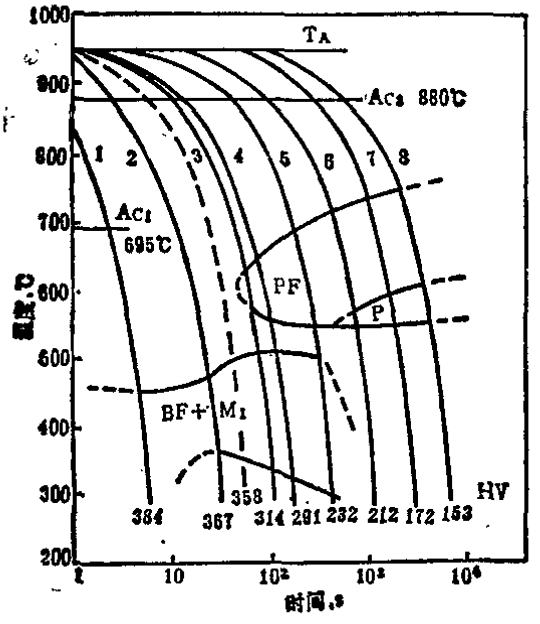


图2 74#CCT图

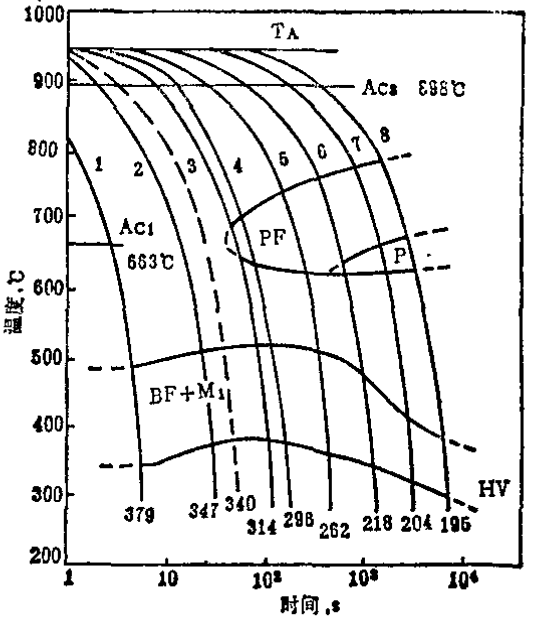


图4 76#CCT图

从表3的化学成分可知，9#是单独考察微量镓的效应，10#是单独考察微量硼的效应，11#是验证75#的重现性，三个钢号的CCT图如图5～7所示。图8为微量硼镓作用的综合比较图。

双相钢的性能主要取决于多边形铁素体与马氏体、残余奥氏体的相对量，铁素体量应占75%以上。所以，适宜热轧双相钢工艺性要求的CCT图应具有以下特点：（1）多边形铁素体开始析出线应尽可能靠前，（2）珠光体开始析出线应尽可能滞后，（3）铁素体-珠光体转变区与

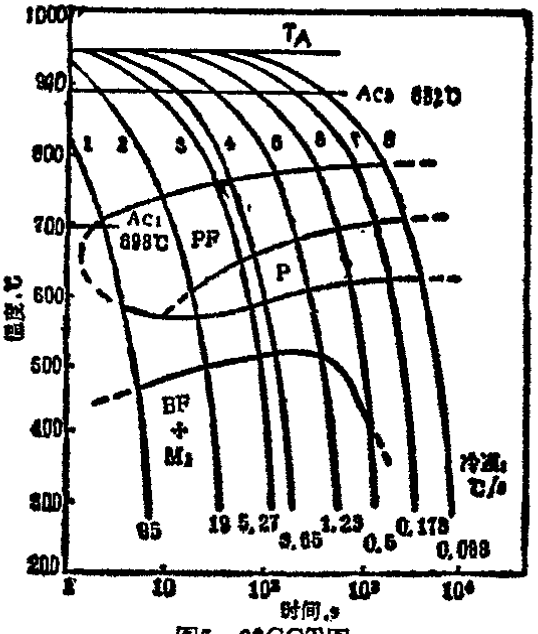


图5　9*CCT图

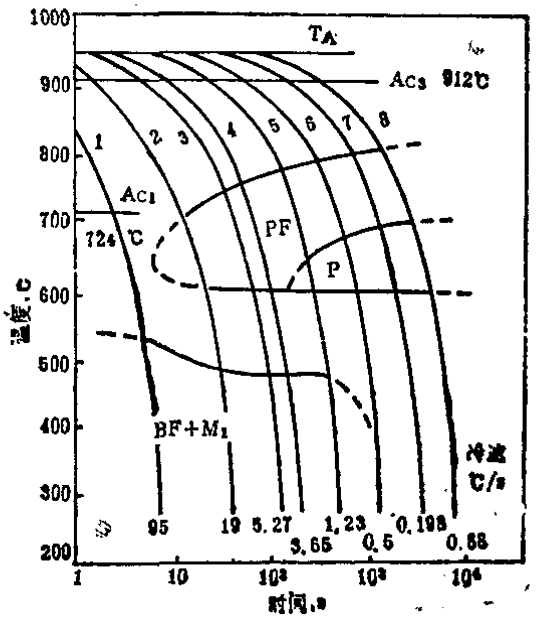


图7　11*CCT图

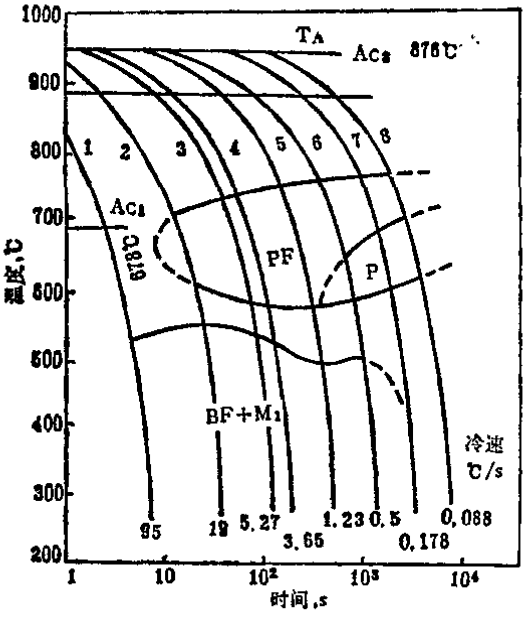


图6　10*CCT图

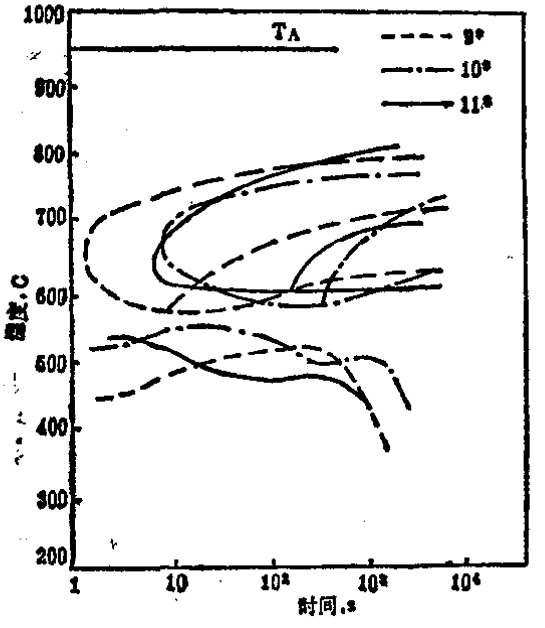


图8　三钢号CCT曲线比较图

贝氏体转变区是分离的，有较宽的奥氏体稳定区(即卷取窗口温度区)，（4）铁素体析出量达75%以上至珠光体开始析出前应有一宽裕时间以满足热轧工艺易于控制的要求。

从七个钢号的CCT图看出，除73*Si-Mn系外，所有图形特征基本相同，都存在一个奥氏体稳定区，铁素体-珠光体与贝氏体转变区是分开的，它们的卷取窗口温度范围如表4所列。

73*无卷取窗口温度，铁素体及珠光体开始析出均很靠前，在任何热轧冷却条

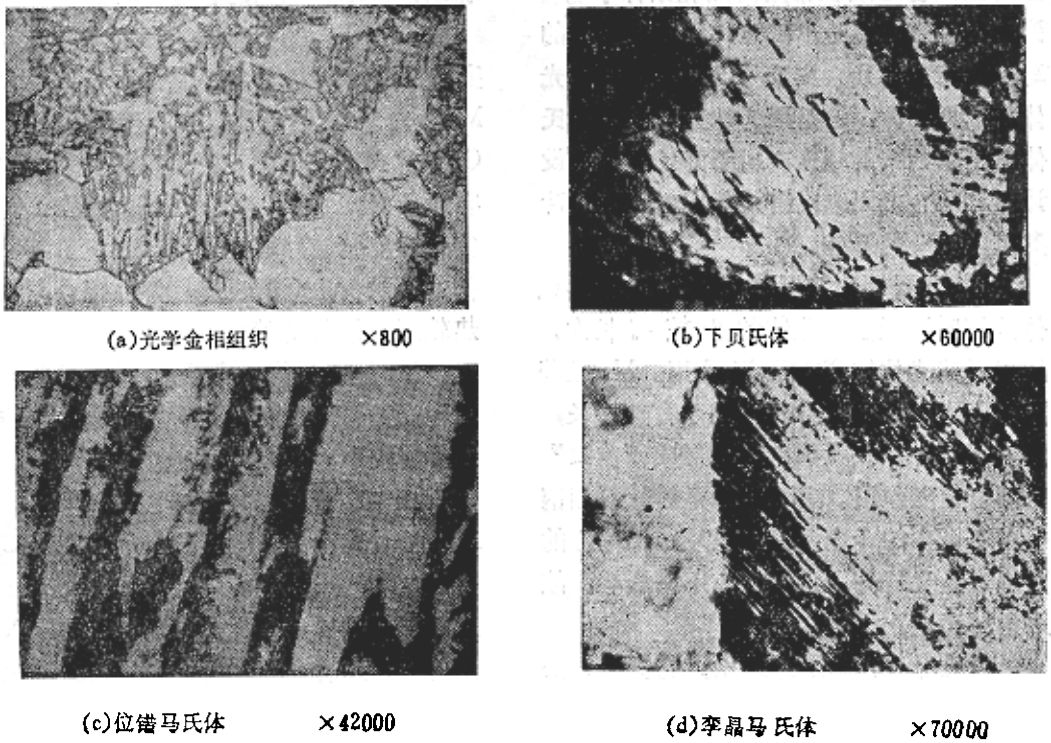
卷取窗口温度（℃） 表4

编号	73#	74#	75#	76#	9#	10#	11#
卷取窗口温度	无	550～500	600～500	620～500	580～520	580～530	600～500

件下均有珠光体及贝氏体组织出现，只能得到复相钢[3]，得不到铁素体-马氏体双相钢组织。74#，9#，10#，均有适当的卷取窗口温度（50～60℃），但9#，10#的铁素体析出线较74#靠前，开始析出温度较74#高，所以，9#，10#的热轧工艺性比74#好。这不难看出，Cr-Mn-Si系双相钢用微量镓或硼处理是有利的。75#；76#；11#的卷取窗口温度宽达100℃以上，铁素体开始析出线与珠光体开始析出有适当的匹配，在终轧后能有较充裕的时间析出足够的多边形铁素体，并有足够宽的卷取窗口温度，热轧工艺性是最佳的。

图9为75#钢在冷却制度4下形成的组织，其特征是在铁素体基体上分布一些岛状组织，此岛状组织中有下贝氏体、位错马氏体、孪晶马氏体及少量残余奥氏体。经Mössbauer谱分析，残余奥氏体量约为3.8%[4]。

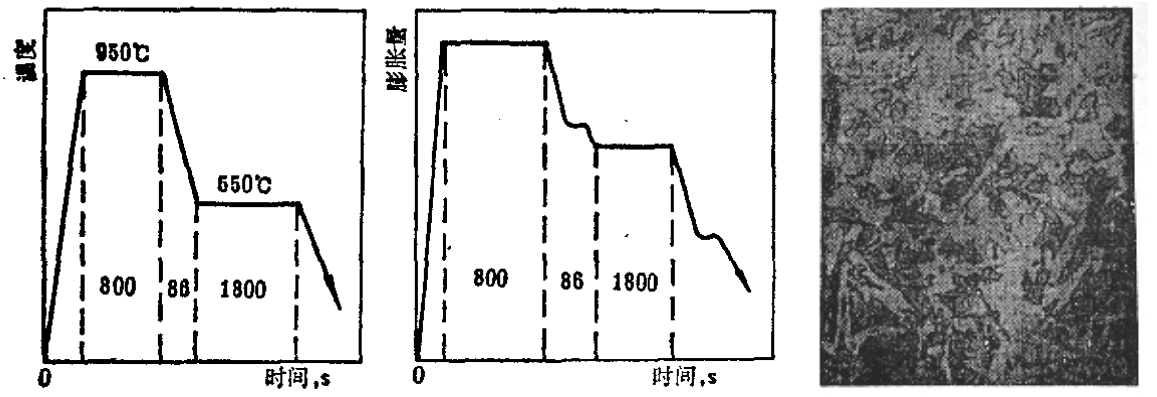
为验证奥氏体稳定区的存在，进行了奥氏体稳定区等温试验，其冷却制度、膨胀曲线及显微组织示于图10。从图中看



(a)光学金相组织 ×800　(b)下贝氏体 ×60000

(c)位错马氏体 ×42000　(d)孪晶马氏体 ×70000

图9 75#钢在冷却制度4下的显微组织



(a)冷却制度　　(b)膨胀曲线　　(c)显微组织　×500

图10　奥氏体稳定区试验

出，在550℃等温以前的曲线拐点是析出了多边形铁素体。550℃等温时没发生相变，膨胀曲线水平，证明此温度下奥氏体是稳定的。在随后的空冷中发生马氏体相变，膨胀曲线上出现拐点，所以室温组织是多边形铁素体和马氏体。

为了在热轧时成功地生产双相钢，所选合金成份必须在常用的热轧条件下能得到80%左右的多边形铁素体和20%左右的马氏体与少量残余奥氏体，避免析出珠光体和上贝氏体，这是因为珠光体和上贝氏体将使双相钢的强度有所下降。故合金设计时选用合金元素应首先考虑对钢的过冷奥氏体转变的影响。

Mn是弱碳化物形成元素，它在奥氏体分解时减慢了碳化物的生核与长大，所以对珠光体转变有推迟作用。Mn显著降低B_S点，使贝氏体转变的孕育期增长，降低贝氏体长大速度，对形成“窗口”区间有重要作用。所以Mn是热轧双相钢中必不可少的合金元素。但Mn对M_S点的降低也是显著的，对焊接有不利影响，故用量要适当。

Si是非碳化物形成元素，它提高钢的Ac_1温度。在低碳钢中，促进先析铁素体析出，碳向奥氏体中富集，对延迟珠光体转变有作用。在双相钢中，主要利用硅增加先共析铁素体量，净化铁素体．提高铁素体塑性，但用量要适当，否则因固溶强化效果增加带来屈服强度上升及组织上出现石墨点，影响双相钢的性能，这是不利的。但仅有Si-Mn的适当配伍，还不能将“窗口”温度拉开，且组织上只能得到复相组织，不是理想的合金化状态。

Cr是碳化物形成元素，它对珠光体转变有推迟作用。Cr对B_S点的降低作用大于Mn，对Ms点的降低作用小于Mn，所以Cr是扩大奥氏体稳定区窗口温度范围的最有效元素。当Cr与Si，Mn适当配伍时，窗口温度就较好地拉开了，铁素体与珠光体的开始析出时间也能较好地配合，这是热轧双相钢的基础合金系。

Mo是碳化物形成元素，Mo显著地推迟珠光体转变，而对先析铁素体析出的推迟作用较小。Mo对B_S点的降低作用大于Cr，而对Ms点的降低作用大于Cr，小于Mn；故对奥氏体稳定区的作用也大于Cr。所以，Cr-Mo或Cr-Mn，Cr-Mn-Mo是热轧双相钢的适宜配伍元素。若再配入适量的Si，则有助于先析铁素体的析出及增大奥氏体稳定区范围，对实现热轧双相钢的工艺条件是有利的。

V，Ti是强碳化物形成元素，当V，Ti溶于奥氏体时，能推迟珠光体转变，增加过冷奥氏体的稳定性。当钒钛碳氮化物粒子未溶于奥氏体时，将给珠光体生核提供便利。钒钛碳氮化物微粒在γ→α相变过程中，对γ/α相界面有一定的拖曳作用，阻碍界面迁移。图11中的波纹状相界即为第二相微粒钉扎γ/α界面的效应。这对保持先共析铁素体晶粒不易粗化有贡

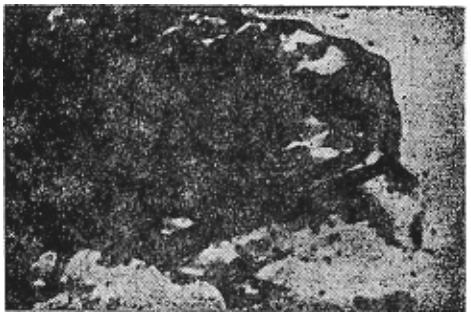


图11 波纹状相界 ×70000

献，所以，微量钒钛的加入对保证铁素体晶粒细小与连续屈服特征是有益的。

从合金化的角度看，75#仅比74#多了微量B，Ga元素，但其窗口温度区间要宽得多，而先析铁素体与珠光体开始析出线也拉得开一些，基本上起到了76#含铝元素的相应作用。这给我们展示了以微量B，Ga代替Mo作用的可能性。

B和Ga同属第三主族元素，在钢中没有形成碳化物的倾向。硼的原子半径（0.95Å）较碳(0.86Å)和氮（0.80Å）原子半径大，形成间隙固溶体时，使点阵畸变程度更大。因此，硼主要分布在点阵间隙相对较大的晶界附近。所以硼降低了晶界的界面能，在奥氏体晶界上抑制先析铁素体及上贝氏体的生核，显著地推迟了珠光体开始析出的时间。对热轧双相钢来说，抑制铁素体析出，必将减少铁素体的量，这是不利因素；但硼抑制上贝氏体形成，使贝氏体转变曲线上部变为比较平坦，这是有利因素。综合对珠光体及上贝氏体形成的滞后影响，对扩大奥氏体稳定区窗口温度是有利的。

Ga的原子半径为1.39Å，比铁原子半径大。因此，镓在铁基合金中形成代位固溶体，资料[5]发现，镓在铁基合金中不形成碳化物。在含0.013%Ga的低碳钢中，即使快速淬火，Ga也在先析铁素体中富集。这表明γ→α相变时，镓优先向铁素体中扩散，促进碳向奥氏体区富集。故微量镓起到促进先析铁素体析出，净化铁素体，增加奥氏体区稳定性，且对推迟珠光体析出有一定作用，而对贝氏体转变影响则较小。

由此看来，B，Ga对先析铁素体析出的抑制与反抑制的对立因素，以及增加奥氏体稳定性，推迟珠光体转变的综合效应，就是75#及11#的“卷取窗口”温度区间变宽，先析铁素体与珠光体转变线拉得更开的原因。

2. 模拟轧制试验后的组织与性能

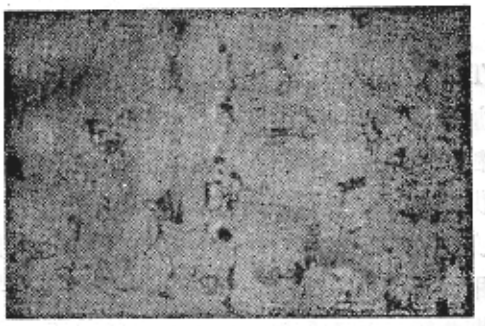
图12(a)是75#钢热轧后的组织，图12(b)是11#钢热轧后的组织，其特征是多边形铁素体基体上分布着马氏体小岛。这是典型的双相钢组织。图12(c)为拉伸断口扫描电镜图片，图12(d)是近断侧面的扫描电镜照片。从扫描电镜图片中可以看到铁素体区有许多滑移线，这表示变形主要在铁素体内进行，也说明铁素体的净化程度高，滑移时受阻止。

各试验钢的机械性能列于表5中。

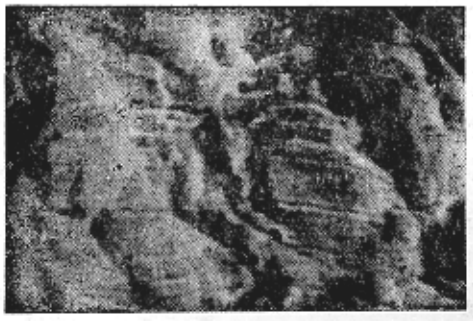
73#不含Cr，显微组织为复相组织，故强度较74#低。76#含铝，合金化程度高，故强度高。75#和11#比较，基本成分相同，11#碳含量低万分之三，则强度下降23%，因此，热轧双相钢的含碳量控制是重要的。

各钢号的应力应变曲线均是连续屈服，没有屈服平台。

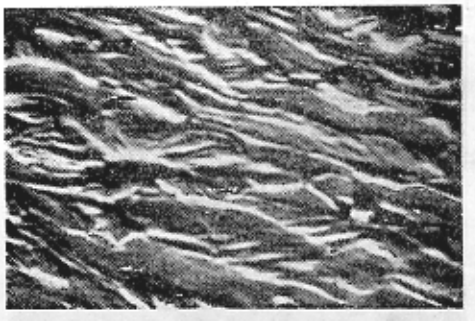
(a)75#热轧组织　×500



(b)11#热轧组织　×500



(c)断口上铁素体滑移线　×1000



(d)近断口侧面铁素体滑移线　×1000

图12　含B，Ga钢的热轧组织

从这些结果看出，试验钢种均具有典型的双相钢性能特征。合金化程度低者强度低。含碳量较低的9#，10#及11#的强度也低，但塑性有所改善。本试验所获性能水平与国外同级相当[2,5]。

3．热轧双相钢的合金化

根据热轧双相钢组织特点及生产工艺要求；本研究结果指出；Cr-Mn或Cr-Mo是基本的合金元素系。因为它们能使钢的CCT图出现稳定的奥氏体区域以满足工业

机　械　性　能　数　据　　表5

	编　号	$\sigma_{0.2}$ MPa	σ_b MPa	δ_{10} %	n
基础实验	73#	338～358	627～686	25.0～26.0	0.16～0.21
	74#	412～417	706～715	21.5～22.5	0.17
	75#	402～436	696～701	21.0～23.0	0.16～0.17
	76#	534～583	784～823	15.5～21.5	0.11～0.16
	编　号	$\sigma_{0.2}$ MPa	σ_b MPa	δ_5 %	n
重复实验	9#	280～289	529～539	34.0～35.0	0.18～0.20
	10#	274～294	524～529	31.5～33.0	0.19～0.21
	11#	279～294	534～539	31.5～33.0	0.19～0.20

生产板材时的卷取窗口温度要求。为增加铁素体的析出量，Si是首先选择添加的元素，但对珠光体析出的推迟作用小，用量要适当，故Cr-Mn-Si或Cr-Mo-Si构成了热轧双相钢的基本合金系。在Cr-Mn-Si的基础上，微量硼推迟珠光体开始析出时间，与微量镓加快先析铁素体析出的作用均是很明显的，它们二者对稳定卷取窗口温度区间的作用是相同的。微量硼镓的联合效应对CCT图的影响有类似于本研究钢所含0.6%Mo的效应。使卷取窗口温度区间由50℃扩大至100℃。碳对铁素体与珠光体开始析出线的影响是敏感的，为使热轧工艺易于控制，确保珠光体开始析出线适当后移，碳量控制到0.1%是合适的。因此热轧双相钢的合金化系列是Cr-Mn-Si，Cr-Mo-Si，Cr-Mn-Mo-Si，Cr-Mn-Si-B，Cr-Mn-Si-Ga，Cr-Mn-Si-B-Ga。若再辅以微量V，Ti处理，则细化了铁素体晶粒，并控制了自由碳、氮原子，对强度、塑性及应变时效均有益处。若结合地区矿石资源特点，尽量发挥某些残存元素的潜力，将发展出我国独具特色的热轧双相钢。至于Si-Mn系，只能得到复相组织[3]，在控制自由碳氮原子的作用下，也能达到双相钢性能要求。

五、结　论

1. 热轧双相钢的基本合金系是Cr-Mn-Si系。为进一步改善生产工艺性，扩大卷取窗口温度，可添加少量的Mo，或微量B-Ga。微量B-Ga的联合效应使铁素体析出靠前，珠光体析出移后，奥氏体更加稳定，卷取条件放宽，有类似Mo的效应。用微V，Ti处理，可细化铁素体晶粒，控制自由碳、氮原子，对改善塑性有良好作用。

2. 75*与11*具有重现性，不含Mo；卷取温度区间宽至100℃。Ga由矿石资源中带来，故生产成本低于Cr-Mo系热轧双相钢。即使单独加入，也低于用Mo成本。

3. 碳含量变化对组织控制有明显影响。单独的微硼或微镓对组织控制及卷取温度的宽化远不如二者的联合效应好。

4. 微镓使铁素体析出显著提前，又有50℃以上卷取窗口温度存在，若微镓由原料中带来，在现场有较快冷却条件下，则生产热轧双相钢是非常可取的。

参考文献

〔1〕何泽福、黄文轩、任玉书，钢铁钒钛，3(1985)，30—24。

〔2〕Eldis G.T. et al, Alloys for the Eighties 1978, 37—57

〔3〕何泽福、夏进、钱小蓉，重庆大学学报，1985.1，83—88

〔4〕庞驹、杨正心，重庆大学学报，1987.2

〔5〕刘宿国、黄文轩、何泽福，钢铁钒钛，3(1982)，1—10

〔6〕马鸣图、吴宝榕，国外金属材料，10(1982)，2—10